

⑨ 日本国特許庁 (JP) ⑩ 特許出願公開
 ⑪ 公開特許公報 (A) 昭56—139654

⑫ Int. Cl.³
 C 22 C 38/12
 C 21 D 8/04
 9/48

識別記号 C B B
 廷内整理番号
 7147—4K
 6793—4K
 7047—4K

⑬ 公開 昭和56年(1981)10月31日
 発明の数 2
 審査請求 未請求

(全 7 頁)

⑭ 成形性の優れた高張力冷延鋼板およびその製造方法

市原市荻作1311—64

⑮ 発明者 橋本修

千葉市貝塚町1327—314

⑯ 特願 昭55—41844
 ⑰ 出願 昭55(1980)3月31日

⑯ 出願人 川崎製鉄株式会社

神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

⑯ 発明者 入江敏夫
 千葉市小倉台2—3—6
 ⑯ 発明者 佐藤進

⑯ 代理人 弁理士 杉村暁秀 外1名

明細書

1. 発明の名称 成形性の優れた高張力冷延鋼板およびその製造方法

700 ~ 900 °Cにおいて10 sec ~ 5 minの連続焼純を施したのち少くとも500 °Cまでを60 °C/min以上の速度で冷却することを特徴とする成形性の優れた高張力冷延鋼板の製造方法。

2. 特許請求の範囲

1. C 0.002 ~ 0.015 %, Si 1.2 %以下, Mn 0.04 ~ 0.8 %, P 0.03 ~ 0.10 %, Al は 0.02 %以上でかつN % × 4以上, Nb は 0 % × 3 ~ { C % × 8 + 0.020 % }, 磁部実質的にFeよりなる成形性の優れた高張力冷延鋼板。

2. C 0.002 ~ 0.015 %, Si 1.2 %以下, Mn 0.04 ~ 0.8 %, P 0.03 ~ 0.10 %, Al は 0.02 %以上でかつN % × 4以上Nb は 0 % × 3 ~ { C % × 8 + 0.020 % }, 磁部実質的にFeよりなる鋼スラブを熱間圧延し、その際全圧下率を90 %以上にかつ仕上圧延の圧延速度を40 mm/min以上にとり、600 °C以上の温度で捲取つて熱延コイルを得、前記熱延コイルに対し常法によつて冷間圧延を行なつて最終厚さの冷延鋼帶を得、前記冷延鋼帶に対し

3. 発明の詳細な説明

本発明は成形性の優れた高張力冷延鋼板およびその製造方法に関するもので、特に本発明は引張強さ35 ~ 45 kg/mm²級の非時効性を有する成形性の優れた高張力冷延鋼板およびその製造方法に関するものである。

自動車の燃費向上を目的として車体を軽量化するため高張力鋼板の需要が増大している。このような鋼板は下記の諸要求を満足する必要がある。
 1. 非時効性であること、2. E 値が高いこと、3. 伸びが大きいこと、4. 降伏比が低いこと、5. 介在物が少なく表面疵がないこと、6. 製品コストが高くないこと。

このような要求に応える鋼としてマルテンサイト・フェライト二相合金組織からなるデュアル・フェーズ鋼や、アルミニカルド鋼にP、Mn、Si等

を添加含有させたリフオス鋼が開発されて来たが、成形性が不足するため自動車のエンジン等の深絞りが行なわれる部位には使用できない。

一方鋼中の C および N と結合力の強い Ti または Nb を、C または C + N 量に対して化学量論的に当量以上配合して C および N を固定し、さらに固溶強化元素として Mn または Si を配合して T_Y 値と引張強さの高い鋼板を得る方法が提案されている。例えば鉄と鋼 1979 年 11 月 8 日に 0.01 % C 以下の極低炭素鋼に Ti 0.25 %、Mn 1.5 % および Si 0.22 % を含有させた鋼を連続焼鈍することにより、引張強さ（以下 TS と略記する） 43 kg/mm²、降伏点（以下 YP と略記する） 22 ~ 25 kg/mm²、T_Y 値 1.8、伸び 32 ~ 35 % の良加工性の鋼が得られることが報告されている。しかしこの鋼は Ti が鋼中の C、N と結合するほかに S、O とも結合しているため多量の介在物を生成し、表面疵が発生しやすいという欠点がある。また Mn, Si, Ti の添加量が多いことおよび多量の合金を添加してかつ溶鋼中の C を 0.01 % 以下に脱炭精錬する必要があることから、

合金コストならびに脱炭コストが高いという欠点を有している。

また特開昭 54 - 100920 号公報には C 0.004 %、Si 1.01 %、Mn 0.22 %、Al 0.025 %、Nb 0.049 % からなる鋼に連続焼鈍後 400 °C、3 分間過時効処理を施すことにより TS 42 ~ 46 kg/mm²、YP 28 ~ 30 kg/mm²、T_Y 値 1.6 ~ 1.8、伸び 32 ~ 35 % の高張力鋼が得られることが提案されているが、T_Y 値および伸びが低いために加工性が不充分であるという欠点がある。

本発明は、従来の高張力鋼板ならびにその製造方法の有する前記諸欠点を除去、改善した成形性の優れた高張力冷延鋼板およびその製造方法を提供することを目的とし、特許請求の範囲記載の鋼板とその製造方法を提供することによって前記目的を達成することができる。

次に本発明を詳細に説明する。

本発明者等は極低炭素鋼の時効性および深絞り性に及ぼす素材成分と熱間圧延条件の影響および高張力化するために添加する P、Si、Mn 量と仕

上焼純条件の深絞り性と 2 次加工脆性に及ぼす影響を詳細に研究した結果、

- (1) N に対する Al を AlN 当量の 2 倍以上でかつ 0.02 % 以上を含む鋼を熱間圧延における圧延率が 90 % 以上、圧延速度 40 mm/min 以上、巻取温度 600 ~ 750 °C で処理する場合には C に対する Nb 添加量が NbC としての当量の約 1% 以上であれば冷延・焼純後の製品は非時効性を示す。
- (2) C に対し未結合の固溶 Nb が 0.020 % 未満の方が多量の Nb を含む場合より伸びが大きく T_Y 値は同程度である。
- (3) C に対し当量の約 1% 以上で、かつ未結合 Nb が 0.020 % 以下の鋼に P、Si、Mn をそれぞれ単独に添加した時 T_Y 値の低下は Mn が最も著しく、次いで、Si であり、P は最も影響が小さい。
- (4) P を 0.05 % 以上添加した極低炭素鋼をバッテン焼純するとプレス加工後の 2 次加工脆性を起すが、1 °C/sec 以上の冷却速度で連続焼純すると 0.10 % 以下の P を含有しても 2 次加工脆性が起らない。

(5) P を 0.03 % 以上含有する場合に Mn に又は Si を 0.8 % 以下、もしくは Mn と Si の和で 1.2 % 以下含有すると T_Y 値の劣化が少なく高張度が得られる。

以上(1) ~ (5) の新規な知見を得て本発明を完成した。次に本発明を実験データについて成分組成の検定理由と共に説明する。

第 1 表

C	Si	Mn	P	S	O	sol.	total	N	Nb(%)	Nb(%)
									C/N	-80(%)
0.005	0.01	0.01	0.05	0.01	0.004	0.035	0.004	0.011	1.6	-0.042
0.010								0.10	18.4	0.033

第 1 表に示す組成の鋼を 1250°C に加熱後圧下率 90 %、圧延速度 $40\text{m}/\text{min}$ 、仕上温度 870°C 、捲取温度 680°C の条件下で熱間圧延後圧下率 80 %で冷間圧延して得た最終板厚の冷延板に対し、連続焼純によって 830°C に於て 40 sec の焼純を施した際の製品の特性値 (AI 値, El 値, $\bar{\epsilon}$ 値) におけるパラメータ $\alpha \equiv N(\%) / C(\%)$ 及びパラメータ $\beta \equiv Nb(\%) - 80(\%)$ の関係を第 1 ~ 3 図に示す。

第 1 図 ~ 3 図からパラメータ α が 3 以上において AI 値、即ち時効指数が $1/\text{kg}/\text{mm}^2$ を下回り $\bar{\epsilon}$ 値が 1.9 を上回り実質的に非時効で $\bar{\epsilon}$ 値の高い鋼板が得られること及び El 値、伸びがパラメータ β に従つて変化し、 β が 0.02 % 以下の場合において十分高い値が得られることが判る。かかる実験の繰返しにより、Nb は 0 (%) に対して 3 倍以上必要であるが $\beta \equiv Nb(\%) - 80(\%)$ が C と未結合の Nb (%) は、0.02 以下であることが必要である。なお上記範囲内で Nb の含有量が 0.03 ~ 0.06 % の範囲内にあり、かつ $6 \times 0\% \sim 8 \times 0\% + 0.010$

% の範囲内にあることはより好適である。

C は P が共存する場合粒界脆性を防止するのに効果のある元素であり、0.002 % より少ないと前記効果がなく、一方 0.015 % より多いと $\bar{\epsilon}$ 値、伸びの低下が著しくなるので、C は 0.002 ~ 0.015 % の範囲内にする必要がある。

Al は N を AlN として固定するために 0.02 % 以上かつ N (%) の 4 倍以上添加することが必要である。

さもないと鋼中 N が鋼中 Nb と結合するために鋼中に Nb によって固定されない C が多量に残り、AI 値を十分低減できない結果を招く。しかし 0.1 % 以上の Al の添加は鋼中にアルミニナクラスターに起因する介在物を増加させ、表面疵の原因となるので避けるべきである。

N はその含有量が多いと Al の含有量を高める必要があり、N は 0.01 % より多いとアルミニナクラスターに起因する介在物の増加により表面疵が多くなるので N は 0.01 % 以下にする必要がある。

P は主たる強化元素として使用される。P は引張強さを高めるわりには $\bar{\epsilon}$ 値を低下させる影響が

他の強化元素 Si, Mn に較べて少なく、かつ P を 0.05 % 程度含有させた鋼にあつては同一レベルの Mn あるいは Si を合金させた場合に P の低い鋼よりも $\bar{\epsilon}$ 値が高いことを実験により知見した。

すなわち P 0.01 %, Si, Mn をそれぞれ 0.1 % 当たりの YP, TS, El, $\bar{\epsilon}$ 及び AI の変化の実験結果は第 2 表に示すとおりである。

第 2 表

Pを0.01% 添加したと きの変化量	Siを0.1% 添加したと きの変化量	Mnを0.1% 添加したと きの変化量	
YP (kg/mm ²)	+ 0.9	+ 1.0	+ 1.0
TS (kg/mm ²)	+ 1.0	+ 0.9	+ 0.8
El (%)	- 0.8	- 0.7	- 0.8
$\bar{\epsilon}$	- 0.016	- 0.030	- 0.049

第3表

	0.05%P添加鋼にSiを0.1%複合添加したときの変化量	0.05%P添加鋼にMnを0.1%複合添加したときの変化量
YP (kg/mm ²)	+0.9	+0.9
TS (kg/mm ²)	+1.0	+1.0
EL (%)	-0.8	-0.9
r̄	-0.026	-0.038

第2表とともにTSの上昇量に対するr̄の減少量を計算してみれば、同表の最右欄に示すようにPにおける場合が最も小さいことが判る。

次にP約0.05%を含有する鋼にさらにSi,Mnを含有させたときのSi,Mnの0.1%当たりの諸特性に及ぼす影響を調査した結果を第3表に示す。

全表ならびに第2表によれば、Si、またはMnがPの低い鋼に添加された場合に較らべてTSの上昇率に対するr̄値の低下率が小さいことが判る。実際上所望の強度レベルたる引張強さ35kg/mm²以上を得るためにPを0.03%以上とすることが必要である。しかし0.1%より多くなると2次加工脆性が生ずるので0.1%以下にする必要があり、強度レベルにもよるが一般的に0.04~0.07%の範囲内がより好適である。

Siは強化元素として0.2%以下、またMnは鋼

中Sの固定と鋼の強化のため0.04~0.8%用いられるが、先にも述べた様にPに比べr̄値、伸びを低下させる傾向が著しいのでむしろ副次的に用いられる。

P、Si、Mn含有量が引張強さ(TS)、r̄値、伸び(EL)に及ぼす影響を標準的に示すと第4表の如くである。

第4表

TS kg/mm ²	r̄	EL(%)	%P	%Si	%Mn
34~38	1.8以上	40以上	0.04~0.07	0.3以下	0.05~0.30
39~43	1.7以上	37以上	0.05~0.08	0.2~0.6	0.05~0.30
44~48	1.5以上	35以上	0.05~0.08	0.3~1.0	0.2~0.6

本発明の鋼板において、その成分組成中C、Nb、Al、N、P、Si、Mnの含有量が上記範囲内にあれば、その他の元素については一般的冷延鋼板に要求される程度の条件を満していれば良く、すな

わちSは0.02%以下、Oは0.008%以下程度であれば良い。またその他に脱酸元素として微量の希土類元素あるいはCaの含有ならびに使用は差支えがなく、またMo、Cu、Ni、Crの少量の含有も差支えない。

次に本発明の製造方法を説明する。

本発明の鋼板を溶製に当つては常用されている何れかの方法を単独あるいは組合せて用いることができる。しかしCは溶鋼の段階で予め脱炭しておくことが必要であり、そのための手段としてRH法、DH法などによる真空脱炭処理を施すことは有利である。また純酸素底吹転炉法(Q-BOP法)を用いて直接極低炭素鋼を溶製することも有利である。さらに従来の造塊法あるいは連続鋼造法の何れをも用いることができる。

連続鋼造によつて得られるスラブ、あるいは従来の造塊法によつて製造される鋼塊を分塊して得られるスラブは連続熱間圧延に供せられる。その際スラブの加熱温度としてはNbCを鋼中に固溶させるに必要な1150°C以上が確保されねばよく、

一般的な $1150 \sim 1300$ °C の温度範囲で十分である。

本発明によれば、連続熱間圧延の際の圧下率と圧下速度を限定する必要がある。すなわち圧下率はスラブが粗圧延を経て仕上圧延スタンダード群を出るまでの全圧下率が 90 % 以上となるようにする必要がある。また仕上スタンダード群の圧延速度は最も 40 m/min とする必要がある。

上記圧下率と圧延速度との条件が満足された場合には、圧延過程において微細な、例えば 1000\AA 以下の Nb (O, N) 、 AlN 、 NbS からなるとみられる複合析出物が非常に密に存在し、これら析出物の周囲に鋼中の C が安定して存在することとなり、実質的に非時効性鋼板を得られるに至る。

一方圧下率が 90 % より低く、あるいは圧下速度が 40 m/min より遅い場合には上記の如き現象は生せず、非時効性を有する鋼板を得ることができない。

本発明によれば、熱延仕上温度は 850 °C 以上とする必要がある。この温度より低い仕上温度を採用した場合には τ 値、伸び、時効特性が劣化する。

あれば目標とする材質に合わせて適当に選ぶことができる。 $700 \sim 900$ °C の間では高温の方が強度は低くなるが、 τ 値および伸びは大きくなる。 $750 \sim 850$ °C 、 $30 \sim 90$ 秒間の均熱が特に好適である。

上記均熱・再結晶後、鋼帯は室温まで冷却される。その際の冷却速度は高くとも 500 °C までを 60 °C/分以上としなければ P の粒界偏析のために 2 次加工脆性が起る。

しかし冷却速度が水冷等により 100 °C/sec を超えると耐時効性が劣化し、すなわち AI 値が高くなるが、別途 $300 \sim 500$ °C で過時効処理を行なえばよい。

結局冷却速度は 60 °C/分以下、好ましくは $5 \sim 30$ °C/sec の範囲内が有利である。

本発明の鋼板は、連続焼純を施した状態において非時効性であり、降伏伸びを生ずることはないと、表面粗度調整のため 2μ 以下、好ましくは 1μ 以下のスキンバス圧延をかけることは一向に差支えない。

本発明によれば、巻取温度は 600 °C 以上とする必要がある。この温度より低い温度で巻取ると Nb による C の固定が、また Al による N の固定が不充分となり非時効性の鋼板を得ることができない。 AI 値、 τ 値、 E_L 値の点からみて、高温の巻取温度、すなわち $640 \sim 750$ °C の範囲が有利であり、この温度範囲内の巻取温度とするためには仕上圧延後の水冷を弱めるとか、もしくは水冷を全く省略するなどの手段をとることができる。

このようにして得られた熱延コイルは、その後常法に従つて酸化スケールを酸洗してから冷延するか、または冷延後酸洗または研削によりスケールを除去する。冷延の際の冷延率が 60 % より少ないと所期の τ 値が得られず、一方 90 % を越えると τ 値は高くなるが、異方性が大きくなるので、本発明によれば冷延率は $70 \sim 85$ % の範囲内が特に好適である。

本発明によれば、上記の如くして得られた冷延鋼帶にはさらに連続焼純が施される。焼純温度および時間は $700 \sim 900$ °C 、 10 秒～ 3 分間の範囲内

次に本発明を実施例について説明する。

実施例

第 5 表に成分組成を示す鋼 I , II , III の 3 種の鋼を下記製造工程 (1) , (2) , (3) を経て製造した。

第 5 表

組成 (冷延板チエック) %							
C	S1	Mn	P	S	O	total N	NiAl
I .005	.011	.14	.062	.009	.0045	.0038	.040
II .004	.41	.12	.060	.011	.0026	.0041	.035
III .005	.54	.50	.067	.006	.0028	.0029	.043
							.043
							5.4

機における圧延速度 (タンデムロール出側の通過速度にはば対応) は第 1 スタンド 98 、第 7 スタンド 660 m / 分に設定した。

仕上圧延機入側のシートバーの温度は 1030 ~ 1050 °C 、仕上温度は 880 ~ 910 °C とした。

その後熱延鋼帯を巻取温度鋼 I では 760 °C で、鋼 II では 660 °C で、鋼 III では 700 °C で巻取つた。

(3) 冷間圧延

熱延鋼帯を酸洗および冷間圧延することにより 0.7 mm 厚の冷延コイルとしたこのときの圧下率は 78 % であつた。

(4) 再結晶焼鈍

冷延コイルはクリーニング後連続焼鈍ラインにて再結晶焼鈍した。均熱条件は鋼 I 800 ~ 830 °C 、 3.0 sec 、 鋼 II 820 ~ 860 °C 、 40 sec 、 鋼 III 800 ~ 830 °C 、 25 sec であつた。均熱後の冷却速度はいずれも 15 ~ 20 °C / sec の範囲内であつた。

上記工程を経た焼鈍コイルは 0.6 % スキンバスを施し製品とした。製品の機械的性質を第 6 表に

(1) 製鋼、造塊

鋼 I 、 II は純酸素上吹転炉 (LD 転炉) で 100 ton 、 鋼 II は純酸素底吹転炉 (Q-BOP) で 230 ton 溶製した。その毎いずれも RH 脱ガス処理により脱炭、脱酸を行なつた。処理時間は鋼 I 、 II では 25 分間、鋼 III では 35 分間であつた。P 、 Mn 添加は脱ガス処理開始直前、 Si 、 Al 、 Nb 添加は脱ガス処理終了直前に行なつた。

鋼 I 、 II は連続铸造法によって鋼 III は造塊 - 分塊圧延法によつていずれも 220 mm 厚のスラブとした。

(2) 热間圧延

前記 3 スラブは表面手入れを施した後、加熱炉で 1280 °C (表面温度) 、 35 分の均熱保持を行なつた。ひきつづき 4 列の粗圧延機、 7 タンデム式の仕上圧延機にて連続圧延した。粗圧延機ではスラブを最終的に 40 mm 厚のシートバーとし、さらに仕上圧延機により 3.2 mm 厚の熱延鋼帯とした。このときシートバーから熱延鋼帯とするまでの全圧下率は 92 % であつた。また仕上圧延

示す。

第 6 表

機械的性質				
YP kg/mm ²	TS kg/mm ²	E ₁ %	$\frac{1}{r}$	AI kg/mm ²
I 23	37	44	2.2	0
II 25	41	41	1.9	0
III 28	46	36	1.7	0.2

鋼 I 、 II 、 III よりそれぞれ TS 35 kg/mm² 級、 40 kg/mm² 級、 45 kg/mm² 級の成形性に優れた非時効性高張力冷延鋼板が得られている。なおいずれの鋼板も表面検査の結果、一般 Al キルド鋼板並みで製品としての使用に問題がなかつた。

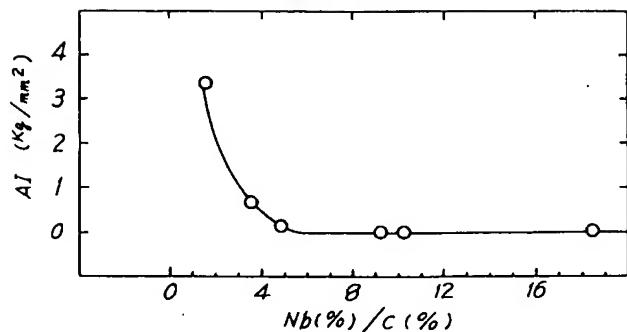
本発明によれば、上述のように強化元素として P を利用できるので Si および Mn の添加量が少なく、また溶鋼の脱磷コストが低くて良いので素材の全コストが低く、しかも DDQ クラスの絞り性鋼

第1図

板であるにも拘らず連続焼純後の過時効処理を必要としないために焼純コストも低いという利点を有している。

図面の簡単な説明

第1図は鋼板の Nb % / C % と AI kg/m²との関係を示す図、第2図は鋼板の (Nb % - 8 C %) と El %との関係を示す図、第3図は Nb % / C % と τ 値との関係を示す図である。

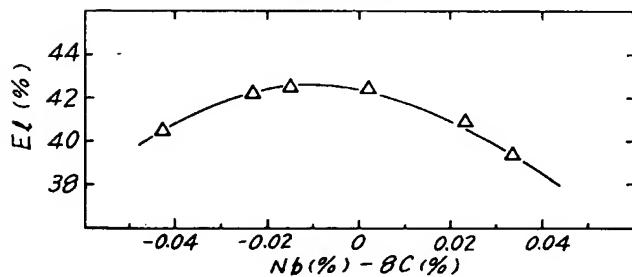


特許出願人 川崎製鉄株式会社

代理人弁理士 杉村 晓秀

同 弁理士 杉村 興作

第2図



第3図

